

# EUROPEAN PATENT OFFICE

## Patent Abstracts of Japan

PUBLICATION NUMBER : 05125438  
PUBLICATION DATE : 21-05-93

APPLICATION DATE : 06-11-91  
APPLICATION NUMBER : 03290188

APPLICANT : NIPPON STEEL CORP;

INVENTOR : IMAI HARUO;

INT.CL. : C21D 8/00 // C22C 38/00 C22C 38/06 C22C 38/54

TITLE : MANUFACTURE OF LOW YIELD RATIO HIGH TENSILE STRENGTH STEEL

ABSTRACT : PURPOSE: To provide the method for manufacturing low yield ratio high tensile strength steel as rolled.

CONSTITUTION: A slab contg., by weight, 0.01 to 0.20% C,  $\leq$ 0.6% Si, 0.5 to 2.2S Mn, 0.001 to 0.1% Al and  $\leq$ 0.006% N, furthermore contg., at need, one or two kinds among Ni, Mo, Cu, Cr, V, Wb, Ti, B and Ca and the balance Fe with inevitable impurities is heated to the temp. range of 1000 to 1250°C, is rolled in such a manner that its cumulative draft at  $\leq$ 900°C is regulated to  $\geq$ 30% and its finishing temp. to  $\geq$ 830°C, is successively cooled from the Ar<sub>3</sub> point or above to the temp. range of 550 to 700°C at  $\geq$ 5°C/sec cooling rate and is thereafter subjected to air cooling.

COPYRIGHT: (C)1993,JPO&Japio

**THIS PAGE BLANK (USPTO)**

(19) 日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平5-125438

(43) 公開日 平成5年(1993)5月21日

(51) Int.Cl. <sup>5</sup>	識別記号	序内整理番号	F 1	技術表示箇所
C 21 D 8/00		B 7412-4K		
// C 22 C 38/00	3 0 1	A 7217-4K		
	38/06			
	38/54			

審査請求 未請求 請求項の数 2 (全 9 頁)

(21) 出願番号	特願平3-290188	(71) 出願人	000006655 新日本製鐵株式会社 東京都千代田区大手町2丁目6番3号
(22) 出願日	平成3年(1991)11月6日	(72) 発明者	児島 明彦 君津市君津1番地 新日本製鐵株式会社君 津製鐵所内
		(72) 発明者	寺田 好男 君津市君津1番地 新日本製鐵株式会社君 津製鐵所内
		(72) 発明者	為広 博 君津市君津1番地 新日本製鐵株式会社君 津製鐵所内
		(74) 代理人	弁理士 茶野木 立夫 (外1名) 最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 低降伏比高強力鋼の製造方法

(57) 【要約】

【目的】 本発明は低降伏比高強力鋼を圧延まで製造する方法を提供する。  
【構成】 重量%で、C: 0.01~0.20%、Si: 0.6%以下、Mn: 0.5~2.2%、Al: 0.001~0.1%、N: 0.006%以下、必要に応じてNi, Mo, Cu, Cr, V, Nb, Ti, B, Caの一種または二種を含有させ残部Feおよび不可逆的不純物からなる鋼片を1000~1250°Cの温度範囲に加熱し、900°C以下の累積圧下量が30%以上かつ仕上温度が830°C以上となるように圧延を行ない、引き続きAr: 以上的温度から550~700°Cの温度範囲まで5°C/秒以上の冷却速度で冷却し、その後空冷を行なう。

## 【特許請求の範囲】

## 【請求項1】 重量%で

C 0.01~0.20%、  
Si 0.6%以下、  
Mn 0.5~2.2%、  
Al 0.001~0.1%、  
N 0.006%以下。

残部Feおよび不可逆的不純物からなる鋼片を1000~1250℃の温度範囲に加熱し、900℃以下の累積圧下量が30%以上かつ仕上温度が830℃以上となるように圧延を行ない、引続きAr<sub>s</sub>以上の温度から550~700℃の温度範囲まで5℃/秒以上の冷却速度で冷却し、その後空冷することを特徴とする低降伏比高張力鋼の製造方法。

## 【請求項2】 重量%で

Ni 1.0%以下、  
Mo 1.0%以下、  
Cu 1.0%以下、  
Cr 1.0%以下、  
V 0.1%以下、  
Nb 0.1%以下、  
Ti 0.1%以下、  
B 0.003%以下、  
Ca 0.003%以下。

の一種または二種以上を含有することを特徴とする請求項1記載の低降伏比高張力鋼の製造方法。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【産業上の利用分野】 本発明は、主に梁や柱に使用される建築構造物用鋼材としての低降伏比高張力鋼の製造方法に関するものである。

## 【0002】

【従来の技術】 近年、建築構造物の大型化に伴ない、経済性、安全性の面から高張力鋼の需要は着実な増加を示している。建築構造物に使用される鋼材は主に梁や柱である。このため高強度化が要求され、また柱に使用されるものは高強度化とともに厚肉化が要求されている。さらには耐震設計を行なうために塑性変形能力の優れた低降伏比鋼（例えば降伏比75%以下）が要求されている。

【0003】 従来、低降伏比高張力鋼を得るために、フェライトのような軟質相とパーライトやベイナイトのような硬質相の混合組織にすることが知られている。この理由は軟質相によって降伏強度を支配させ、硬質相によって引張強度を確保することにより低降伏比を達成するためである。

【0004】 従来の技術では、低降伏比高張力鋼は制御圧延、制御冷却、焼戻し処理を組み合わせて製造されており、圧延後、Ar<sub>s</sub>以下の特定温度域まで空冷待ちすることにより、適正量の初折フェライトを折出させ、そ

の後の制御冷却において、残りのオーステナイトをパライトあるいはベイナイトに変態させて混合組織を得ている。

【0005】 さらに、制御冷却後の板内温度偏差に起因する残留応力を緩和するために焼戻し処理を行なっている。この理由は残留応力による条切り後の形状不良を改善するためである。例えば、特開昭62-122194号公報によれば、水冷開始温度をAr<sub>s</sub>-20℃~Ar<sub>s</sub>-100℃、水冷停止温度を300℃以下とし、その後Ar<sub>c</sub>以下の温度で焼戻し処理を行なう低降伏比高張力鋼の製造方法が開示されている。

## 【0006】

【発明が解決しようとする課題】 しかしながら、従来の方法によって鋼を製造する場合、圧延後、Ar<sub>s</sub>以下の冷却開始温度までの空冷待ち工程が必要であり、生産性を低下させる。また、空冷待ち工程中に起こるスラブ四周の過冷却により板内材質変動および残留応力が発生する。さらに、空冷待ち工程中に形成される表面スケールにより、制御冷却後の板内温度偏差が助長され、板内材質変動および残留応力が発生する。これらの板内材質変動は組織を不均一なものとして材質を低下させ、一方、残留応力は条切り後の形状不良をまねく。焼戻し処理は、生産性の低下と同時に製造コストの上昇をまねく。

【0007】 本発明は上記のような問題点を解決するためになされたもので、高強度（引張強度50kgf/mm<sup>2</sup>）でかつ降伏比が低く（75%以下）、建築構造物に適した低降伏比高張力鋼を圧延まで得ることを目的とする。

## 【0008】

【課題を解決するための手段】 本発明は、圧延後特定の温度まで空冷待ちすることなく、オーステナイト単相域から制御冷却を開始し、冷却速度と冷却停止温度を制御することで制御冷却中のフェライトの生成を極力抑制し、その後の空冷過程での変態によってフェライト、パラライト、ベイナイト混合組織とし、圧延まで低降伏比高張力鋼を製造する方法である。

【0009】 すなわち、本発明は、C 0.01~0.20%、Si 0.6%以下、Mn 0.5~2.2%、Al 0.001~0.1%、N 0.006%以下、残部Feおよび不可逆的不純物からなる鋼片を1000~1250℃の温度範囲に加熱し、900℃以下の累積圧下量が30%以上かつ仕上温度が830℃以上となるように圧延を行ない、引続きAr<sub>s</sub>以上の温度から550~700℃の温度範囲まで5℃/秒以上の冷却速度で冷却し、その後空冷を行なうこと、および、C 0.01~0.20%、Si 0.6%以下、Mn 0.5~2.2%、Al 0.001~0.1%、N 0.006%以下に加えて、Ni 1.0%以下、Mo 1.0%以下、Cu 1.0%以下、Cr 1.0%以下、V 0.1%以下、Nb 0.1%以下、Ti 0.1%以下、B 0.003%以下、Ca

3

0.003%以下、の一種または二種以上を含有させ残部Feおよび不可逆的不純物からなる鋼片を、1000～1250°Cの温度範囲に加熱し、900°C以下の累積圧下量が30%以上かつ仕上温度が830°C以上となるように圧延を行ない、引続きAr<sub>2</sub>以上の温度から550～700°Cの温度範囲まで5°C/秒以上の冷却速度で冷却し、その後空冷を行なうこととする。

【0010】

【作用】以下、成分範囲の限定理由について説明する。Cは母材の強度を確保するために必要な元素であるが、多量に含有させると韌性あるいは溶接性を損なうために適量の添加が必要である。このような観点からCは0.01～0.2%とした。

【0011】Siは脱酸上、鋼に必然的に含まれる元素であるが、HAZ韌性および溶接性上好ましくないため、上限を0.6%とした。

【0012】Mnは強度、韌性を同時に向上させる極めて重要な元素であり、0.5%以上は必要であるが、多量に添加すると溶接性、母材およびHAZの韌性上好ましくないため、上限を2.2%とした。

【0013】Alは脱酸上、鋼に必然的に含まれる元素であるが、0.001%未満では脱酸が不十分で母材韌性が劣化するため、下限を0.001%とした。一方、0.1%を超えると鋼の洗浄度およびHAZ韌性上好ましくないため、上限を0.1%とした。

【0014】Niは溶鋼中に不可逆的に混入する元素であり、鋼の韌性上好ましくないため、上限を0.006%とした。

【0015】次に第2の発明においては、第1の発明の鋼の成分および製造プロセスにさらにNi 1.0%以下、Mo 1.0%以下、Cu 1.0%以下、Cr 1.0%以下、V 0.1%以下、Nb 0.1%以下、Ti 0.1%以下、B 0.003%以下、Ca 0.003%以下の一種または二種以上を含有させたものである。

【0016】これらの元素を含有させる主たる目的は、本発明鋼の特徴を損なうことなく、強度、韌性の向上および製造板厚の拡大を可能にするところにあり、その添加量は溶接性およびHAZ韌性の面から自ずと制限されるべき性質のものである。

【0017】NiはHAZの硬化性および韌性に悪影響を与えることなく母材の強度、韌性を向上させる元素であるが、1.0%を超えるとHAZの硬化性および韌性上好ましくないため、上限を1.0%とした。

【0018】Moは母材の強度、韌性を同時に向上させる元素であるが、1.0%を超えると溶接部韌性および溶接性上好ましくないため、上限を1.0%とした。

【0019】CuはNiとほぼ同様の効果を持つとともに、耐食性、耐水素誘起割れ特性にも有効な元素であるが、1.0%を超えると圧延中にCu-クラックが発生し製造が困難になるため、上限を1.0%とした。

4

【0020】Crは母材の強度を高め、耐水素誘起割れ特性等に有効な元素であるが、1.0%を超えるとHAZの硬化性、韌性および溶接性上好ましくないため、上限を1.0%とした。

【0021】Vは析出硬化に有効な元素であるが、0.1%を超えると溶接性上好ましくないため、上限を0.1%とした。

【0022】Nbは析出硬化に有効な元素であるが、0.1%を超えると溶接性上好ましくないため、上限を0.1%とした。

【0023】Tiはオーステナイト粒の細粒化に有効な元素であるが、0.1%を超えると溶接性上好ましくないため、上限を0.1%とした。

【0024】Bは高強度化に有効な元素であるが、0.003%を超えるとHAZ韌性を著しく劣化させるため、上限を0.003%とした。

【0025】CaはMnSを球状化させることで、シャルピー吸収エネルギー衝撃値を向上させる他、延伸化したMnSと拡散性水素による内部欠陥の発生を防止する。Caの含有量が0.003%を超えるとCa-SまたはCa-O-Sが多量に大型介在物として生成し、鋼の韌性のみならず清浄度をも害し、さらに溶接性にも悪影響を及ぼす。このため上限を0.003%とした。

【0026】本発明鋼は不純物としてSおよびPを含有するが、通常Sは0.01%以下、Pは0.01%以下であり、共に含有量が低いほど母材および溶接部韌性は向上する（Sは0.01%以下、Pは0.01%以下が望ましい）。

【0027】次に、本発明における加熱圧延冷却条件の限定理由について詳細に説明する。加熱温度を1000～1250°Cに限定した理由は、加熱時のオーステナイト粒を小さく保ち圧延組織の微細化を図るためである。1250°Cは加熱時のオーステナイト粒が極端に粗大化しない上限温度であり、加熱温度がこれを超えるとオーステナイト粒が粗大化し、変態後の組織も粗大化するため鋼の韌性が著しく劣化する。

【0028】一方、加熱温度が低すぎると、圧延終了温度が下がりすぎるため十分な材質向上効果が期待できない。またNb、Vなどの析出硬化元素添加時には、これらが十分に固溶せず強度、韌性バランスが劣化する。このために下限を1000°Cとする必要がある。

【0029】上述のような条件で加熱したスラブを、900°C以下の未再結晶域での累積圧下量を30%以上とし、仕上温度が830°C以上となるように圧延を行なう。これは未再結晶域での圧延を行なうことによって、オーステナイト粒の細粒化を図るためである。仕上温度の下限を830°Cとしたのは、これ以下の温度では圧延集合組織が形成され、超音波探傷に有害な音響異方性が生じるためである。

【0030】圧延後の冷却条件は、圧延後、Ar<sub>2</sub>以上

の温度から5℃/秒以上の冷却速度で550～700℃の温度範囲まで冷却し、その後空冷する。この理由は、圧延後の空冷待ち工程を省略して、オーステナイト単相域から比較的速い冷却速度で冷却することによって、制御冷却中の初析フェライトの生成を極力抑制し、その後の空冷過程での変態によって適当な量比のフェライト＝パーライト＝ペイナイトの最終組織を得るためである。

【0031】制御冷却中の初析フェライトの生成を抑制するために、5℃/秒以上の冷却速度が必要である。制御冷却中に多量の初析フェライトが生成すると、その後の空冷過程で生成するフェライトと相まって最終組織がフェライト主体となり、引張強度が低下する。冷却停止温度を550～700℃の温度範囲としたのは、その後の空冷過程において適当な量比のフェライト＝パーライト＝ペイナイト組織を得ることに加えて、水冷を膜沸騰域で行なうことにより均一に鋼を冷却するためである。

【0032】700℃以上で冷却を停止すると、その後

の空冷過程で多量のフェライトが生成し、最終組織がフェライト主体となるために、引張強度が低下する。一方、550℃以下で冷却を停止すると、その後の空冷過程で多量のペイナイトが生成し、最終組織がペイナイト主体となるために、降伏比が高くなる。その上、300～550℃での水冷は核沸騰域であり、鋼が不均一に冷却されるために冷却後の残留応力が大きくなり、条切後の形状不良をまねく。本発明の効果は、600～700℃の冷却停止温度において顕著である。

【0033】

【実施例】表1は供試鋼の化学成分を、表2、表3はそれぞれ本発明鋼、比較鋼の製造条件および材質特性を示す。表2および表3のAr<sub>3</sub>は明記した計算式により算出した値であり、Ar<sub>3</sub>の目安とする。

【0034】

【表1】

表1-1

区分	鋼	化 学 成 分						その他の元素 (重量%)
		C	Si	Mn	Al	N (ppm)		
本	A	0.15	0.30	1.35	0.028	30		
	B	0.14	0.29	1.30	0.021	28	Nb=0.01, Ti=0.014	
	C	0.12	0.25	1.31	0.024	35	Nb=0.010, Mo=0.08	
	D	0.14	0.20	1.50	0.019	29	Nb=0.015, Mo=0.18, Ti=0.016	
	E	0.16	0.25	1.38	0.016	4.0	Cu=0.22, Ni=0.15	
発	F	0.13	0.40	1.20	0.009	22	Cu=0.30, Ni=0.28, Nb=0.010, Ti=0.021	
明	G	0.11	0.18	1.31	0.025	17	V=0.05, Ti=0.014	
鋼	H	0.17	0.36	1.51	0.013	4.2	Cr=0.09, Mo=0.14	
	I	0.08	0.16	1.72	0.033	3.5	V=0.04, Cr=0.18, Mo=0.10	
	J	0.09	0.32	0.90	0.017	23	V=0.02, Cr=0.19, Mo=0.08, Ti=0.010	
	K	0.12	0.11	0.71	0.030	19	Nb=0.030, V=0.03, Cr=0.27, Mo=0.24	

【表2】

表1-2

区分	鋼	化 学 成 分						その他の元素 (重量%)
		C	Si	Mn	A <sub>2</sub>	N (Pb)		
本	L	0.15	0.27	1.33	0.027	27	Nb=0.012,	C <sub>a</sub> =0.0019
発	M	0.08	0.33	1.80	0.053	58	Nb=0.043,	B=0.0005
明	N	0.15	0.34	1.11	0.044	22	Nb=0.020	
鋼								
比	O	0.11	0.24	1.25	0.033	37	Ni=0.61,	Cu=0.80
	P	0.09	0.31	0.84	0.027	35	Cr=0.20,	V=0.30, Mo=0.43
	Q	0.07	0.29	1.66	0.026	29	Nb=0.021	
較	R	0.14	0.50	0.69	0.045	22	B=0.0012, Ti=0.047, Mo=0.27,	
	S	0.09	0.36	1.48	0.031	23	V=0.18	
鋼	T	0.09	0.25	1.50	0.031	28	C <sub>a</sub> =0.0025, Nb=0.008	
	U	0.15	0.18	1.36	0.027	35	Mb=0.020, Ti=0.015	
	V	0.10	0.31	1.61	0.025	27	Cu=0.013, Cu=0.54, Ni=0.27,	
							C <sub>a</sub> =0.0018	
							Nb=0.022, Ni=0.024	

(6)

特開平5-125438

10

表2 製造条件

区分	鋼種	加熱		900°C		仕上		冷却		冷却停止温度		仕上厚		TS	YS	YR	E <sub>0</sub>	音響異方性	切削形状
		Ar <sub>1</sub> (°C)	温度 (%)	Ar <sub>1</sub> (°C)	温度 (%)	始温度 (°C)	速度 (°C/s)	停止温度 (°C)	速度 (mm/s)	TS (kgf/mm <sup>2</sup> )	YS (kgf/mm <sup>2</sup> )	YR (%)	E <sub>0</sub> (kgf·m)						
A	156	1200	40	850	843	5	650	70	53.0	38.4	72.5	25.3	無	良	良	良	良	良	
B	163	1200	50	850	839	10	600	40	55.1	38.0	69.0	24.3	無	良	良	良	良	良	
C	162	1250	60	850	840	10	550	30	51.5	36.9	71.7	19.9	無	良	良	良	良	良	
D	133	1150	30	860	845	20	600	90	62.7	45.1	71.9	17.7	無	良	良	良	良	良	
本 發 明 鋼	E	137	1000	30	840	823	10	650	50	64.4	47.5	73.8	25.7	無	良	良	良	良	良
F	162	1200	50	850	841	10	650	60	55.0	37.6	74.1	21.4	無	良	良	良	良	良	
G	171	1150	60	840	830	20	650	50	51.0	37.8	74.1	19.9	無	良	良	良	良	良	
H	124	1200	70	840	825	10	600	10	63.2	46.9	74.2	25.3	無	良	良	良	良	良	
I	137	1200	40	850	827	10	650	80	66.9	45.3	67.7	22.2	無	良	良	良	良	良	
J	801	1250	50	850	838	10	550	30	56.5	39.7	70.3	21.3	無	良	良	良	良	良	
K	793	1200	40	850	834	20	600	50	51.6	38.2	74.0	21.7	無	良	良	良	良	良	
L	757	1000	30	840	836	10	700	80	53.3	36.0	67.5	19.2	無	良	良	良	良	良	
M	141	1150	40	850	846	10	700	60	53.7	36.7	68.3	18.2	無	良	良	良	良	良	
N	775	1200	50	850	837	10	600	40	53.8	37.4	69.5	20.5	無	良	良	良	良	良	

Ar<sub>1</sub> (°C) = 310 - 310C - 80Mn - 20Cu - 15Cr - 55Ni - 8Mo

表3

区分	鋼	製造条件										異方性	形状	音響	条切後
		Ar <sub>3</sub>	加熱	900°C以下	仕上	冷却	冷却停止温度	停止温度	厚度	TS	YS	YR	E <sub>0</sub>		
(°C)	(°C)	(%)	(°C)	(°C/S)	(°C)	(mm)	(kg/mm <sup>2</sup> )	(kg/mm <sup>2</sup> )	(%)	(kgf·m)					
O	126	1200	20*	860	855	5	650	90	61.2	47.3	74.8	1.5	無	良	良
P	778	1150	50	850	839	20	500*	40	73.1	59.4	81.3	5.0	無	惡	惡
Q	756	1100	50	850	842	2*	600	30	40.3	33.2	82.4	21.3	無	良	良
R	790	1300*	30	860	849	20	650	40	52.4	35.9	66.5	1.3	無	良	良
S	764	850*	30	840	827	5	600	80	43.8	34.5	78.8	1.9	無	良	良
T	753	1200	60	850	835	20	730*	30	40.6	31.1	76.6	6.6	無	良	良
U	729	1250	60	800*	789	10	700	50	63.1	44.0	69.7	18.2	有	良	良
V	730	1200	50	850	700*	10	550	60	53.4	37.2	69.7	8.5	無	惡	惡

Ar<sub>3</sub> (°C) = 910 - 310C - 80Mn - 20Cu - 15Cr - 55Ni - 80Mo

\*は本発明の範囲外を示す。

【0038】表2に示すように、本発明鋼はいずれも降伏比75%以下を達成しており、かつ所定の強度および低温韌性を満足し、音響異方性は無く、条切後形状も良好である。

【0039】これに対して比較鋼は表3に示すように、Oは900°C以下の累積圧下量が低いためにオーステナイトが十分細粒化されず、最終組織が粗大化し、低温韌性が劣化している。Pは冷却停止温度が低いためにペイ

50

ナイト主体の組織となり、降伏比が高くなっている。また、核沸騰域での水冷によって残留応力が導入され、条切後形状が悪化している。Qは冷却速度が低いために制御冷却中に多量の初析フェライトが生成し、加えてその後の冷却過程でもフェライトが生成するためにフェライト主体の組織となり、引張強度が低下している。Rは加熱温度が高いためにオーステナイト粒が粗大化し、最終組織も粗大となり、低温韌性が劣化している。Sは加熱

15

温度が低いために830℃以上の圧延では十分な圧下量が得られず、またNbが十分固溶しないために引張強度が低下し、低温韌性が劣化している。Tは冷却停止温度が高いためにフェライト主体の組織となり、引張強度が低下している。Uは仕上温度が低いために圧延集合組織が形成され、音響異方性が生じている。Vは冷却開始温度が低いために空冷待ちする必要があり、この間に形成

10

されたスケールやスラブ四周の過冷却に起因する残留応力によって、条切後形状が悪化している。

[0 0 4 0]

【発明の効果】本発明により、圧延まで建築用低降伏比高張力鋼の製造が可能となり、生産性の向上および製造コストの低減が図れる。さらに、本発明によって製造された鋼は鋼構造物の安全性を確保する。

## フロントページの続き

(72)発明者 吉井 健一  
君津市君津1番地 新日本製鐵株式会社君  
津製鐵所内

(72) 発明者 今井 晴雄  
君津市召津1番地 新日本製鐵株式会社君  
津製鐵所内

THIS PAGE BLANK (USPTO)